

日 本 国 特 許 庁
J A P A N P A T E N T O F F I C E

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日

Date of Application:

2000年 6月29日

出 願 番 号

Application Number:

特願2000-195438

[ST.10/C]:

[J P 2 0 0 0 - 1 9 5 4 3 8]

出 願 人

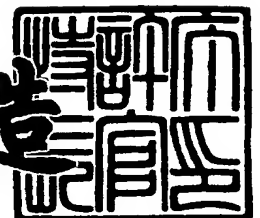
Applicant(s):

日本鋼管株式会社

2002年 1月25日

特 許 庁 長 官
Commissioner,
Japan Patent Office

及 川 耕 造



出証番号 出証特2002-3001605

【書類名】 特許願

【整理番号】 NKK000092

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/12
C21D 8/00

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会
社内

【氏名】 中島 勝己

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会
社内

【氏名】 藤田 毅

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会
社内

【氏名】 占部 俊明

【特許出願人】

【識別番号】 000004123

【氏名又は名称】 日本鋼管株式会社

【代理人】

【識別番号】 100097272

【弁理士】

【氏名又は名称】 高野 茂

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 000642

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9700956

【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 高強度薄鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学成分が、mass%で、C：0.0040～0.02%、Si：1.0%以下、Mn：0.1～1.0%、P：0.01～0.07%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、残部が実質的に鉄からなるとともに次の式（1）を満足し、

$$(12/93) \times \text{Nb}^*/\text{C} \geq 1.2 \quad (1)$$

$$\text{但し、Nb}^* = \text{Nb} - (93/14) \times \text{N}$$

C, N, Nb：それぞれの元素の含有量(mass%)

かつ、金属組織および材質が次の式（2）を満足することを特徴とする高強度薄鋼板。

$$\text{YP} \leq -60 \times d + 770 \quad (2)$$

但し、YPは降伏強度[MPa]、dはフェライト平均粒径[μm]をそれぞれ表す。

【請求項2】 請求項1記載の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C：0.0040～0.02%、Si：1.0%以下、Mn：0.1～1.0%、P：0.01～0.07%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、Ti：0.05%以下、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板。

【請求項3】 請求項1記載の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C：0.0040～0.02%、Si：1.0%以下、Mn：0.1～1.0%、P：0.01～0.07%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、B：0.002%以下、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板。

【請求項4】 請求項1記載の高強度薄鋼板において、化学成分をその記載に代えて、mass%で、C：0.0040～0.02%、Si：1.0%以下、Mn：0.1～1.0%、P：0.01～0.07%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、Ti：0.05%以下、B：0.002%以下、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板。

【請求項5】 請求項1ないし請求項4記載の化学成分を有する鋼スラブを A_{r_3} 変態点以上の仕上温度で熱間圧延する工程と、
熱間圧延後の鋼板を500～700℃で巻取る工程と、
巻取られた鋼板を冷間圧延後焼鈍する工程と、
を有する高強度薄鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項5記載の各工程と、焼鈍後の鋼板を亜鉛系めっき処理する工程とを有する高強度亜鉛系めっき薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車、家庭用電気製品、建材などに広く活用でき、優れた深絞り性およびプレス加工における耐二次加工脆性を示すことが、可能な高強度冷延鋼板および高強度亜鉛系めっき鋼板およびそれらの製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】

自動車用鋼板等、プレス加工により成形される高強度亜鉛めっき鋼板には、外板に使用できる高いレベルの表面品質はもとより、深絞り性やストレッチャーストレインの発生を抑えるための非時効性が要求されている。これまでに、深絞り性および非時効性を高めるため、C量を極力低減すると同時に、TiおよびNbを添加して、有害な固溶Cを炭化物として固定したIF鋼をベースとした高強度鋼板が開発されてきた。

【0003】

しかし、IF鋼は、粒内が清浄化されるだけでなく、粒界も清浄化されるためその部分が脆弱となる。そのため、深絞り加工時の縮みフランジ変形において強度の圧縮加工を受け硬化した部分が、その後の加工において脆性破壊を起こす、いわゆる二次加工脆性に対する感受性が高いという問題がある。しかも、鋼板を高強度化するほど粒界強度は相対的に低下するので、二次加工脆化し易いという傾向が見られる。

【0004】

したがって、深絞り加工性に優れた高強度鋼板を開発するにあたっては、耐二次加工脆性を改善することが非常に重要な課題である。これまでIF鋼とほぼ同等の特性を維持しつつ耐二次加工脆性を高めるために、以下のような種々の技術が提案されている。

【 0 0 0 5 】

まず、固溶Cを一部残留させる技術が提案されており、例えば、特公昭61-32375号公報には、Nに対して当量比以下のTi、Cに対しても実質当量比以下のNbを添加することによって、r値の低下、降伏強度の上昇、伸びの低下を防止すると同時に、固溶Cの一部を粒界に残留させて耐二次加工脆性を高める技術（以下、従来技術1）が提案されている。

【 0 0 0 6 】

特開平5-112845号公報には、C量の下限を制限すると共に、Mn、Crを積極的に添加し、固溶C量を高めて耐二次加工脆性を高める技術（以下、従来技術2）が提案されている。

【 0 0 0 7 】

また、特開平5-70836号公報には、Ti、Nbによって固定するC量の下限を制限して結晶粒の成長を抑制する炭化物の生成量を確保し、結晶粒の微細化により優れた強度－延性バランスを得ると同時に、SiおよびP量の上限規制とB添加によって耐二次加工脆性を高める技術（以下、従来技術3）が提案されている。

【 0 0 0 8 】

特開平2-175837号公報には、できるだけC量を低減してTiで固定することでr値を高め、Nb添加によって微細NbCを析出させて結晶粒界を鋸状にすることで、二次加工脆性を向上させる技術（以下、従来技術4）が提案されている。

【 0 0 0 9 】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、上記の従来技術1～4には次のような問題がある。

従来技術1および2については、いずれも固溶Cを残留させて耐二次加工脆性を高めているため、夏季などの気温が比較的高い環境において長時間保持された場合に、時効の問題が懸念される。また、従来技術1では、100℃で1hrの加速試験

により耐時効性を評価しているが、常温において数ヵ月に渡る長期の時効試験で評価した場合は、これと異なる評価結果となる。特に、TiあるいはNbの添加量がC、Nに対して当量比以下である場合、上記加速試験で問題ないと判断されたものであっても、長期の時効試験では、ストレッチャーストレインの原因となる降伏点伸び（YPEI）が観察される場合が多い。

【 0 0 1 0 】

従来技術3については、B添加によって耐二次加工脆性を高める技術であるが、その反面、Bは粒界に偏析し冷間加工時の結晶回転を抑制するので、高r値を得る上で好ましい集合組織の発達を阻害し、深絞り性を劣化させる。

【 0 0 1 1 】

従来技術4については、Nb添加により、粒界の形状が鋸状となり粒界破壊しにくくなるので耐二次加工脆性を高めるが、その反面、成形性に悪影響を及ぼす。これは、鋸状の粒界により粒界の拘束力が高まり、結晶粒内に変形が集中して延性が低下することによる。この傾向は、特に局部延性において顕著であり、伸びフランジ性の低下を招くこととなっていた。

【 0 0 1 2 】

さらにこの技術では、r値を高めるために、C、N、Sに対し当量比以上のTi添加を行っており、実施例では実質的に0.03%を超える添加量を必要としているため、表面性状が劣化する。特に、溶融亜鉛めっきにおいて、縞状のTiマークと呼ばれる表面ムラが発生し、自動車外板など表面品質が要求される用途には使用できなかった。

【 0 0 1 3 】

本発明はこのような問題を解決するためになされたもので、自動車外板用途などへの適用も可能な高表面品質、非時効性、および優れた加工性を有し、しかも耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度冷延鋼板、高強度亜鉛系めっき鋼板、およびそれらの製造方法を提供することを目的とする。

【 0 0 1 4 】

【課題を解決するための手投】

上記課題は、次の発明により解決される。第1の発明は、化学成分が、mass%

で、C：0.0040～0.02%、Si：1.0%以下、Mn：0.1～1.0%、P：0.01～0.07%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、残部が実質的に鉄からなるとともに次の式（1）を満足し、

$$(12/93) \times \text{Nb}^*/\text{C} \geq 1.2 \quad (1)$$

$$\text{但し、Nb}^* = \text{Nb} - (93/14) \times \text{N}$$

C, N, Nb：それぞれの元素の含有量(mass%)

かつ、金属組織および材質が次の式（2）を満足する高強度薄鋼板である。

$$\text{YP} \leq -60 \times d + 770 \quad (2)$$

但し、YPは降伏強度[MPa]、dはフェライト平均粒径[μm]をそれぞれ表す。

【0015】

本発明は、非時効性の障害となる残留固溶C、r値の向上に限界をもたらすB添加、および伸びフランジ性を劣化させるNbCによる粒界形状制御を用いることなく、耐二次加工脆性および成形性を向上させる技術を鋭意検討する中でなされた。その結果、C量、N量、Nb量、およびこれらの間の関係を特定の範囲内に制御すること、さらに、結晶粒径を微細化することで、非時効でかつ深絞り性を有し、耐二次加工脆性に優れた高強度冷延鋼板あるいは高強度亜鉛系めっき鋼板が得られることを見出し、本発明を完成させた。

【0016】

以下に、本発明の化学成分、金属組織および材質について説明する。

C：0.0040～0.01% (mass%、以下同じ)

Cは強度を確保するために、0.0040%以上添加するが、0.02%を超えると粒界に炭化物の析出が認められるようになり、二次加工脆性が劣化する。

従って、C量を0.0040～0.02%とする。

【0017】

Si：1.0%以下

Siは、強度確保に有効な元素ではあるが、1.0 %を超えて添加すると表面性状およびめっき密着性が著しく劣化する。従って、Si量を1.0 %以下とする。

【0018】

Mn：0.1～0.7%

Mnは、鋼中のSをMnSとして析出させ、スラブの熱間割れを防止する。また、亜鉛めっき密着性を劣化させることなく強度を高めることができる。Sを析出させ固定するためには、Mnを0.1 %以上添加する必要がある。一方、Mnを過剰に添加すると強度上昇に伴い延性も低下する。従って、Mn 量を0.1~0.7%とする。

【 0 0 1 9 】

P : 0.01~0.07%

Pは、強度確保に有効な元素であり、そのため0.01 %以上添加する。一方、0.07 %を超えてPを添加すると亜鉛めっきの合金化処理性の劣化を引き起こす。従って、P量を0.01~0.07 %以下とする。

【 0 0 2 0 】

S : 0.02 %以下

Sは、熱間加工性を低下させスラブの熱間割れ感受性を高める。また、0.02 %を超えると、微細なMnSの析出により加工性を劣化させる。従って、S量を、0.02 %以下とする。

【 0 0 2 1 】

Al : 0.01~0.1 %

Alは、鋼中NをAlNとして析出させ、固溶Nを極力残さないために添加する。この効果は、Alが0.01 %未満では十分でなく、また0.1 %を超えると残存する固溶Alにより延性が低下する。従って、Al量を0.01~0.1 %とする。

【 0 0 2 2 】

N : 0.004 %以下

Nは、AlNとして析出し無害化されるが、上記Alの下限量でも極力無害化されるように、N量を0.004 %以下とする。

【 0 0 2 3 】

Nb : 0.15%以下

Nbは、固溶Cを固定し、耐二次加工脆性および成形性を改善するため添加する。しかし、0.15%を超えるNbの過剰添加は延性の低下をもたらすため、Nb量を0.15 %以下とする。

【 0 0 2 4 】

NbとC,Nの関係： $(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2$ ， $Nb^* = Nb - (93/14) \times N$

この鋼では、非時効性および加工性の観点から、NbとC,Nの關係に着目して検討を進めた結果、これらの特性には、NbからNと化学的に等量のNb量を差し引いた量Nb*（有効Nb量）が、大きく関与していることがわかった。このNb*は次の式で表される。

$$Nb^* = Nb - (93/14) \times N$$

【0025】

さらに検討の結果、このNb*とC量の比Nb*/Cが、非時効性および加工性に影響を及ぼしていることを突き止めた。特に、非時効性については、比Nb*/Cが化学等量比で1.2未満となると、後述のように常温長期間の時効により降伏点伸び（YPEI）が現れる。また、加工性の指標であるr値についても、比Nb*/Cが化学等量比で1.2以上の領域で安定して高い値が得られる。以上より、NbとC,Nの關係を次の式（1）のように規定する。

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2 \quad (1)$$

但し、 $Nb^* = Nb - (93/14) \times N$

金属組織と材質の關係： $YP \leq -60 \times d + 770$

【0026】

さらにこの鋼では、耐二次加工脆性の観点から、金属組織および材質の關係に着目して検討を進めた結果、この耐二次加工脆性に影響を及ぼす特性として、フェライト粒径d[μm]と降伏強度YP[MPa]が大きく関与していることがわかった。検討の結果、これらの特性値の重み付き加算値： $YP + 60 \times d$ を所定値以下に適切に制御することにより、耐二次加工脆性が飛躍的に向上することを突き止めた。以上より、フェライト粒径と降伏強度の關係を、次の式で規定する。

$$YP \leq -60 \times d + 770 \quad (2)$$

但し、YPは降伏強度[MPa]、dはフェライト平均粒径[μm]をそれぞれ表す。

【0027】

以上のように、本発明範囲内の成分量とし、かつ上記式（1），（2）を満足するようにすれば、自動車外板用途へ適用可能な非時効性、加工性を有し、かつ耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板が得られる。また、本発明の高

強度亜鉛系めっき鋼板は、NbCの分散析出強化により、約30MPaの強度を確保でき、その分Si、P等の固溶強化元素の添加量を低く抑えることが可能なので、優れた表面品質が得られる。

【 0 0 2 8 】

また、本発明による高強度薄鋼板は、上記式(1)により固溶C、Nが完全に固定されるため、高温時効による材質劣化も少なく、夏季などの気温が比較的高い環境において長時間保持された場合にも、時効が問題となることはない。

【 0 0 2 9 】

第2の発明は、第1の発明において、化学成分を、mass%で、C:0.0040~0.02%、Si:1.0%以下、Mn:0.1~1.0%、P:0.01~0.07%、S:0.02%以下、Al:0.01~0.1%、N:0.004%以下、Nb:0.15%以下、Ti:0.05%以下、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板である。

【 0 0 3 0 】

本発明は、第1の発明にさらに、Tiを添加する。Tiは炭窒化物を形成し、熱延板の組織を微細化することにより、成形性を改善する。しかしながら、Tiを0.05%を超えて添加した場合、析出物が粗大化し、十分な効果が得られない。従って、Ti量を0.05%以下とする。

【 0 0 3 1 】

第3の発明は、第1の発明において、化学成分を、mass%で、C:0.0040~0.02%、Si:1.0%以下、Mn:0.1~1.0%、P:0.01~0.07%、S:0.02%以下、Al:0.01~0.1%、N:0.004%以下、Nb:0.15%以下、B:0.002%以下、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板である。

【 0 0 3 2 】

本発明は、第1の発明において、結晶粒界を強化し、耐二次加工脆性を改善するためにBを添加する。Bは、0.002%を超えて添加した場合、成形性が大幅に低下するので、B量は0.002%以下とする。

【 0 0 3 3 】

第4の発明は、第1の発明において、化学成分を、mass%で、C:0.0040~0.02%、Si:1.0%以下、Mn:0.1~1.0%、P:0.01~0.07%、S:0.02%以下、Al:

0.01~0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、Ti：0.05%以下、B：0.002%以下、残部が実質的に鉄からなる、としたことを特徴とする高強度薄鋼板である。

【0034】

本発明は、第1の発明にさらに、品質改善および耐二次加工脆性の向上のために、TiとBを複合添加する。その結果、Tiは炭窒化物を形成し、熱延板の組織を微細化することにより成形性を改善し、Bは結晶粒界を強化し、耐二次加工脆性を改善する。しかしながら、Tiを0.05%を超えて添加した場合、析出物が粗大化し、Bを0.002%を超えて添加した場合、成形性が大幅に低下するので、Tiの上限を0.05%、Bの上限を0.002%とする。

【0035】

以上の第1ないし第4の発明は、これらの発明による高強度薄鋼板の表面に、亜鉛めっきを施した亜鉛めっき鋼板として実施してもよい。高強度薄鋼板としての特性は、亜鉛めっきの処理後も損なわれることなく、優れた耐二次加工脆性が確保される。

【0036】

第5の発明は、第1ないし第3の発明の化学成分を有する鋼スラブを、 Ar_3 変態点以上の仕上温度で熱間圧延する工程と、熱間圧延後の鋼板を500~700℃で巻取る工程と、巻取られた鋼板に冷間圧延後焼鈍を施す工程とを有する高強度薄鋼板の製造方法である。

【0037】

この発明は、上記化学成分を有する鋼を用いて高強度薄鋼板を製造する際の製造方法を提供するものであり、その条件等について次に説明する。

【0038】

熱間圧延の仕上温度： Ar_3 変態点以上

仕上温度が Ar_3 変態点未満であると、成形性が劣化するとともに、1~10%以下の低歪領域におけるn値が低下し、耐二次加工脆性に不利となる。従って、仕上温度を Ar_3 変態点以上とする。

【0039】

熱間圧延の巻取温度： 500～700℃

巻取温度は、NbCを十分に析出させるために500℃以上にし、鋼板表面のスケール剥がれによる押し込み疵を防止するため700℃以下にする必要がある。従って、熱間圧延後の鋼板を500～700℃で巻取る。

【 0 0 4 0 】

ここで、スラブを熱間圧延するにあたっては、再加熱炉で加熱後、あるいは加熱することなく直接行うことも可能である。また、冷間圧延、焼鈍および亜鉛めっき処理の条件は特に限定しないが、通常行われている条件により目的とする効果は得られる。

【 0 0 4 1 】

第6の発明は、第5の発明の各工程と、焼鈍後の鋼板を亜鉛系めっき処理する工程とを有する高強度亜鉛系めっき薄鋼板の製造方法である。

【 0 0 4 2 】

本発明は、溶融亜鉛系めっき鋼板のみならず、電気亜鉛系めっき鋼板でもその目的とする効果が得られる。また、本発明の亜鉛系めっき薄鋼板は、めっき後に有機皮膜処理を施してもよい。

【 0 0 4 3 】

なお、これらの手段において「残部が実質的に鉄である」とは、本発明の作用・効果無くさない限り、不可避免の不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれることを意味する。

【 0 0 4 4 】

【発明の実施の形態】

発明の実施に当たっては、前述のように化学成分を調整して冷延鋼板を製造し、必要に応じてその表面に亜鉛めっきを施して亜鉛めっき鋼板とすることができる。なお、一部の化学成分については、さらに次のようにすることにより、それぞれ特性を向上させることができる。

【 0 0 4 5 】

Cについては、析出物の形態および分散状態を適正に制御し、更に耐二次加工脆性を改善し、より好ましい性能を引き出すには、C添加量を0.0050～0.0080%

の範囲に規制し、あるいはさらに望ましくは0.0050～0.0074 %の範囲に規制することが好ましい。

【 0 0 4 6 】

Siについては、表面性状、めっき密着性をさらに向上させるには、0.7 %以下に規制することがより好ましい。

【 0 0 4 7 】

Nbについては、析出物の形態および分散状態を適正に制御し、耐二次加工脆性をより向上させるには、Nbを0.035 %を超えて添加することが望ましく、さらに耐二次加工脆性を改善し、総合性能をより改善するには、Nb量を0.080%以上とすることが望ましい。但し、コストを考慮した場合、Nbの上限は0.140%とすることが好ましい。以上より、Nb量は0.035%超、より望ましくは0.080～0.140とするとよい。

【 0 0 4 8 】

NbとC,Nの関係については、実験により検討した結果について説明する。実験では、Cが0.0040～0.01%のスラブを製造し、熱間圧延後、酸洗、冷間圧延し、830℃で焼鈍を行い、圧下率0.5%の調質圧延を行って、深絞り性の指標であるr値を測定した。また、時効性を評価するため30℃で3ヶ月の時効を行い、引張試験におけるYPEIの測定を行った。

【 0 0 4 9 】

図1に、 $(12/93) \times Nb^*/C$ とr値の関係を示す。この図より、 $(12/93) \times Nb^*/C$ が1.2以上の場合、概ね1.7以上の優れたr値が得られることがわかる。

【 0 0 5 0 】

図2に、 $(12/93) \times Nb^*/C$ とYPEIの関係を示す。この図より、 $(12/93) \times Nb^*/C$ が1.2以上の場合、固溶Cを完全に固定することができ、WPEIは認められず、優れた非時効性を示すことがわかる。

【 0 0 5 1 】

以上より、 $(12/93) \times Nb^*/C$ を前述の(1)式に示すように規定した。なお、本発明において、材質とコストのバランスの観点から、 $(12/93) \times Nb^*/C$ を1.3～2.2の範囲に規制することがより望ましい。

【 0 0 5 2 】

金属組織および材質の関係についても、実験により検討を行った。実験では、上述と同様にして製造した供試材を用いて、二次加工脆化遷移温度を測定した。ここで、二次加工脆化遷移温度は、深絞り加工後の材料が二次加工において脆化する温度のことである。

【 0 0 5 3 】

具体的には、まず、鋼板から直径105mmのブランクを打ち抜き、カップ状に深絞り加工し、カップ高さが35mmになるように耳切り加工を行った。得られたカップサンプルをエチルアルコール等の種々の冷媒中で温度を一定とした後、円錐ポンチでカップの端部を広げる加工を加え破壊する。このようにして、破壊形態が延性破壊から脆性破壊へ移行する温度を測定し、二次加工脆化遷移温度とした。

【 0 0 5 4 】

図3に、引張強度TSと二次加工脆化遷移温度の関係を示す。前述の(2)式を満足する本発明鋼は、従来鋼に比べ非常に優れた耐二次加工脆性を示す。本発明鋼が優れた耐二次加工脆性を示すのは、同等の強度レベルの従来鋼と比較した場合、(2)式を満足する本発明鋼においては、結晶粒径が微細であることが主因と考えられる。

【 0 0 5 5 】

また、電子顕微鏡観察によれば、本発明鋼においては、粒内には微細なNbCが均一に分散析出し、かつ粒界近傍には析出物の非常に少ない、いわゆる析出物枯渇帯(PFZ)と思われるミクロ組織が形成されていることが観察された。この粒界近傍の容易に塑性変形できるPFZの存在も、耐二次加工脆性改善に寄与している可能性がある。

【 0 0 5 6 】

さらに、本発明鋼は、1~10%の低歪領域におけるn値が高く、絞り加工時に低歪領域であるパンチ底接触部の歪量が増加する。その結果、深絞り加工における材料の流入量が減少することで、縮みフランジ変形における圧縮加工の程度が軽減される可能性があり、これも耐二次加工脆性の向上に寄与するものと推定される。

【 0 0 5 7 】

なお、本発明において、耐二次加工脆性をさらに向上させるには、式 (2) において右辺の定数を変えて、

$$Y P [M P a] \leq -60 \times d [\mu m] + 750 \quad (2')$$

とすることがより望ましい。

【 0 0 5 8 】

Ti を添加する場合は、特に溶融亜鉛めっきの表面性状の観点から、できればTi の上限を0.02%未満とし、必要な細粒化効果を得るために、下限を0.005%とするのが望ましい。

【 0 0 5 9 】

B を添加する場合は、発明の鋼においては結晶粒が微細化されており極めて優れた耐二次加工脆性を示すことを考慮すると、成形性の低下を極力抑えるために、B 添加量を0.0001~0.001%の範囲に規制することが望ましい。

【 0 0 6 0 】

同様に、第4の発明においても、細粒化効果および成形性の確保のためTi量を0.005~0.02 %、B量を0.0001~0.001%の範囲に規制することが望ましい。

【 0 0 6 1 】

また、第5、第6の発明の高強度薄鋼板の製造方法においても、化学成分を第1ないし第4の発明の上述の望ましい範囲にすることにより、上述の効果を得ることができる。

【 0 0 6 2 】

本発明による高強度薄鋼板・亜鉛めっき鋼板は、上記式 (1) を満足することにより固溶C、Nが完全に固定されるため、そのBH (焼付け硬化性) が2kgf/mm²未満であり、高温時効による材質劣化が少ない。従って、夏季などの気温が比較的高い環境において長時間保持された場合にも、時効が問題となることはない。さらに、溶接部の加工性にも優れており、テーラードブランクのような新技術にも対応可能である。

【 0 0 6 3 】

【実施例】

表1に示すNo.1～No.20の化学組成の鋼を溶製し、連続鑄造により250mm厚のスラブを製造した。このスラブを1200℃に加熱後、仕上温度870℃～940℃、巻取温度600℃～650℃で熱間圧延を行い、板厚2.8mmの熱延鋼板を製造した。この熱延鋼板を酸洗後、板厚0.7mmに冷間圧延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインにて焼鈍温度800℃～860℃、めっき浴温度460℃、合金化処理温度500℃で合金化溶融亜鉛めっきを施した。

【0064】

【表1】

No.	C	Si	Mn	P	S	N	Nb	Ti	B	(12/93) × Nb*/C	仕上温度 (°C)	備考
1	0.0051	0.01	0.13	0.011	0.012	0.0023	0.065	—	—	1.26	905	本発明鋼
2	0.0049	0.05	0.15	0.009	0.007	0.0019	0.078	0.016	—	1.72	913	本発明鋼
3	0.0061	0.02	0.36	0.021	0.009	0.0026	0.082	—	—	1.37	895	本発明鋼
4	0.0065	0.02	0.34	0.019	0.010	0.0030	0.095	—	—	1.49	900	本発明鋼
5	0.0068	0.01	0.35	0.022	0.012	0.0018	0.120	—	—	2.05	940	本発明鋼
6	0.0068	0.03	0.65	0.041	0.010	0.0025	0.090	—	—	1.39	915	本発明鋼
7	0.0066	0.05	0.67	0.039	0.009	0.0016	0.110	—	0.0005	1.94	890	本発明鋼
8	0.0063	0.26	0.49	0.014	0.010	0.0029	0.125	—	—	2.17	905	本発明鋼
9	0.0062	0.11	0.91	0.049	0.008	0.0022	0.079	0.011	0.0004	1.34	911	本発明鋼
10	0.0095	0.01	0.99	0.030	0.016	0.0021	0.138	—	—	1.68	915	本発明鋼
11	0.0054	0.02	0.13	0.012	0.015	0.0026	0.064	—	—	1.12	870	比較鋼
12	0.0023	0.05	0.15	0.010	0.013	0.0028	0.023	—	—	0.25	905	比較鋼
13	0.0021	0.07	0.65	0.047	0.011	0.0025	0.019	0.031	—	0.15	895	比較鋼
14	0.0023	0.02	0.45	0.055	0.008	0.0025	—	0.048	0.0011	—	915	比較鋼
15	0.0065	0.01	0.34	0.019	0.012	0.0029	0.047	—	—	0.55	900	比較鋼
16	0.0023	0.02	0.95	0.075	0.013	0.0024	0.027	0.014	0.0004	0.62	935	比較鋼
17	0.0021	0.25	0.94	0.045	0.012	0.0030	—	0.075	—	—	920	比較鋼
18	0.0061	0.02	1.32	0.011	0.009	0.0021	0.066	—	—	1.10	915	比較鋼
19	0.0031	1.02	0.21	0.015	0.008	0.0022	0.129	—	—	4.76	895	比較鋼
20	0.0151	0.03	0.59	0.035	0.009	0.0028	0.166	—	—	1.26	905	比較鋼

Nb* = Nb - (93/14) × N

太字は、本発明の範囲外であることを示す。

【0065】

その後、これらの亜鉛めっき鋼板について、圧下率（伸長率）0.7%の調質圧延を行い、機械特性、結晶粒径、表面性状を調査した。引張試験には鋼板のL方向より採取したJIS5号引張試験片を用いた。時効性は、30℃で3ヶ月の時効を行った後に引張試験により降伏伸びYPEIを測定して評価した。また、前述と同様のカップ絞りによる試験方法で、二次加工脆化遷移温度を評価した。得られた調査および試験の結果を表2に示す。

【0066】

【表2】

No.	YP (MPa)	TS (MPa)	r値	結晶粒径 (μm)	Tc** ($^{\circ}\text{C}$)	降伏伸び (%)	表面性状	備考
1	191	322	1.76	8.5	-100	0	○	本発明鋼
2	190	324	1.82	8.3	-95	0	○	本発明鋼
3	202	341	1.85	7.9	-90	0	○	本発明鋼
4	205	345	1.88	7.7	-85	0	○	本発明鋼
5	206	346	1.92	7.8	-90	0	○	本発明鋼
6	221	370	1.87	7.5	-75	0	○	本発明鋼
7	224	372	1.89	7.4	-90	0	○	本発明鋼
8	225	376	1.94	7.3	-70	0	○	本発明鋼
9	232	391	1.92	7.1	-75	0	○	本発明鋼
10	231	393	1.98	7.2	-70	0	○	本発明鋼
11	195	321	1.51	11.3	-15	0	○	比較鋼
12	198	325	1.61	11.9	-10	0.8	○	比較鋼
13	211	344	1.63	10.6	-5	0	×	比較鋼
14	215	345	1.61	10.8	-30	0	×	比較鋼
15	210	348	1.67	10.1	-10	0.7	○	比較鋼
16	225	372	1.62	10.1	-30	0	○	比較鋼
17	228	375	1.69	10.4	0	0	×	比較鋼
18	223	377	1.64	9.9	-5	0.1	○	比較鋼
19	239	393	1.63	9.6	0	0	×	比較鋼
20	241	395	1.65	9.5	-5	0	○	比較鋼

** Tc: 二次加工脆化温度

【0067】

この表2より、本発明鋼No.1~10は、いずれも、優れた成形性を示し、かついずれも二次加工脆化遷移温度が -70°C 以下という極めて優れた耐二次加工脆性を有しており、表面性状も問題なく、非時効である。また、本発明鋼はさらに、溶接部の加工性、疲労特性にも優れていることが確認された。

【 0 0 6 8 】

これに対して、比較鋼No.11～20は、いずれも結晶粒径が大きく、二次加工脆化遷移温度が本発明鋼と比較して著しく劣る。例えば、比較例No.11は仕上げ温度が Ar_3 以下、比較例No.15は Nb^*/C の値が不適切、比較例No.18,19,20については、それぞれMn,Si,C量が不適性であるため、いずれも成形性が十分ではない。また、比較例No.13,14,17,19については、Ti、Si、もしくはTiとSiの総添加量が本発明の範囲より多いため、表面性状が極めて悪い。

【 0 0 6 9 】

【発明の効果】

以上述べたように本発明の鋼板は、C,N,Nb量およびこれらの間の関係を特定の範囲内に制御するとともに、結晶粒径を微細化することにより、表面性状を損なうことなく、非時効でかつ高い成形性を有する耐二次加工脆性に優れた高強度薄鋼板もしくは高強度亜鉛系めっき鋼板を製造することが可能である。その結果、この発明は、自動車用鋼板を始め、家庭用電気製品、建材等、種々の分野への適用が可能であり、産業上、極めて有意義な技術である。

【図面の簡単な説明】

【図1】

深絞り性に及ぼすNbとCの影響を示す図。

【図2】

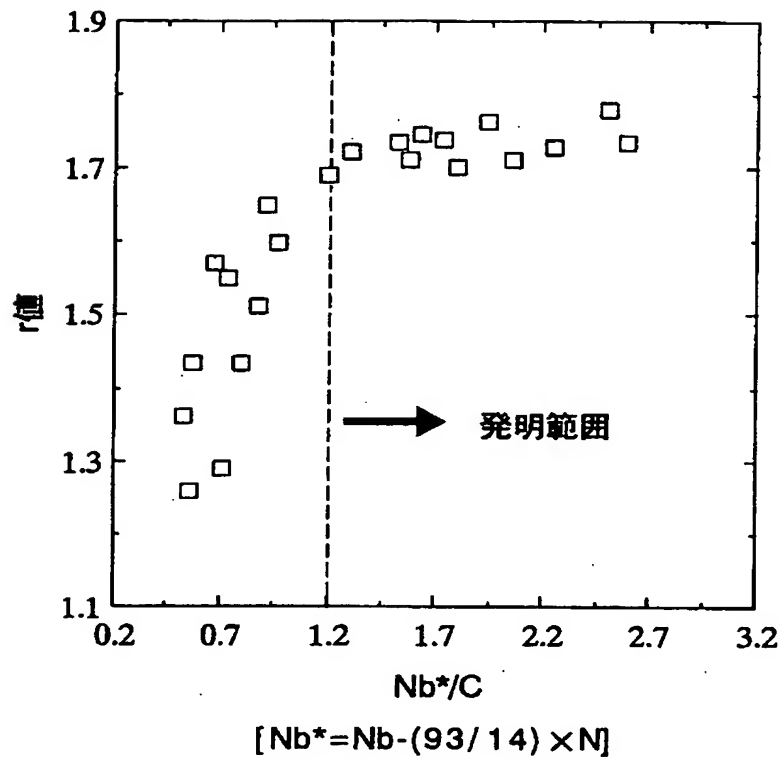
非時効性に及ぼすNbとCの影響を示す図。

【図3】

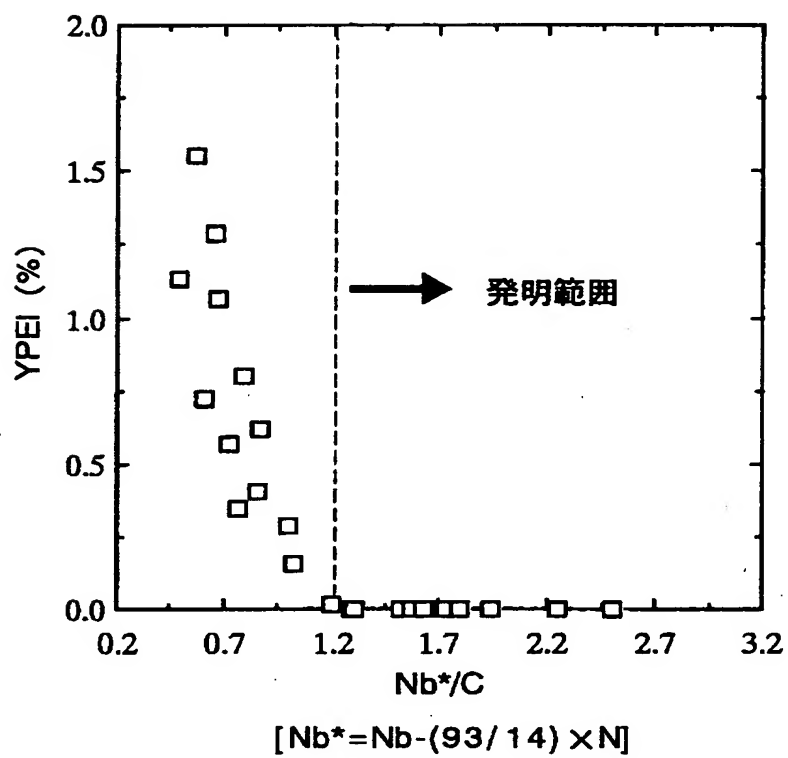
引張強度TSと二次加工脆化遷移温度の関係を示す図。

【書類名】 図面

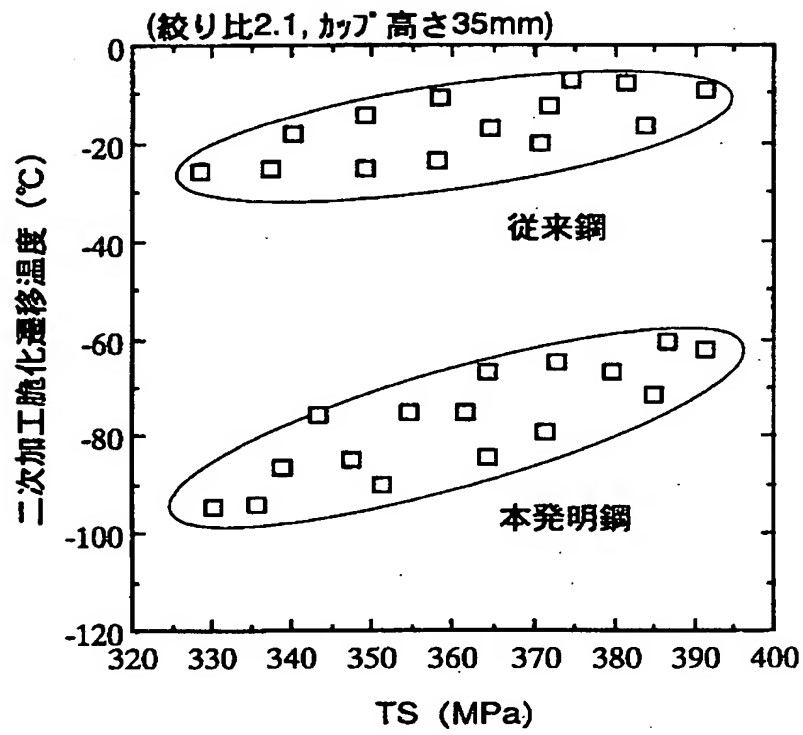
【図 1】



【図 2】



【図 3】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 自動車外板用途などへの適用も可能な高表面品質、非時効性、および優れた加工性を有し、耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度冷延鋼板、高強度亜鉛系めっき鋼板、およびそれらの製造方法を提供する。

【解決手段】 化学成分が、mass%で、C：0.0040～0.02%、Si：1.0%以下、Mn：0.1～1.0%、P：0.01～0.07%、S：0.02%以下、Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.15%以下、残部が実質的に鉄からなるとともに次の式を満足し、

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2, \quad Nb^* = Nb - (93/14) \times N \quad (C, N, Nb: \text{各元素のmass\%})$$

かつ、金属組織および材質が次の式を満足する高強度薄鋼板。

$$Y_P \leq -120 \times d + 770, \quad Y_P \text{は降伏強度 [MPa]、} d \text{はフェライト平均粒径 } [\mu m]$$

【選択図】 図 1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2000-195438
受付番号	50000813515
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成12年 6月30日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成12年 6月29日
-------	-------------

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000004123]

1. 変更年月日 1990年 8月10日
[変更理由] 新規登録
住 所 東京都千代田区丸の内一丁目1番2号
氏 名 日本鋼管株式会社